Der Einfluß der Schlackenführung auf die Gefügeausbildung von Roh- und Gußeisen

Von der

Technischen Hochschule zu Breslau

zur

Erlangung der Würde eines Doktor-Ingenieurs

genehmigte

Dissertation

Vorgelegt von

Dipl.-Ing. Max Michalke aus Groß-Wartenberg

Referent:
Professor E. Diepschlag

Korreferent:
Professor Dr. phil. F. Sauerwald

Tag der mündlichen Prüfung: 13. Dezember 1933

Düsseldorf
Gießerei-Verlag G. m. b. H.
1934

*32043

Es sei mir gestattet, an dieser Stelle meinem hochverehrten Lehrer, Herrn Professor E. Diepschlag, für die Anregung zur vorliegenden Arbeit und für die Unterstützung während ihrer Ausführung meinen ergebensten Dank auszusprechen.

R. UNIV. BIBLIOTHEEK LEIDEN

Lebenslauf.

Am 20. Dezember 1904 wurde ich, Max Michalke, zu Groß-Wartenberg, Regierungsbezirk Breslau, geboren. Ich besuchte die Staatlichen Gymnasien zu Kempen in Posen und Oels in Schlesien und wurde Ostern 1923 mit dem Zeugnis der Reife entlassen. Nach einer halbjährigen praktischen Tätigkeit studierte ich auf der Technischen Hochschule zu Breslau Eisenhüttenkunde und bestand im Februar 1929 die Diplomhauptprüfung als Eisenhütteningenieur. Von Februar 1929 bis September 1930 war ich als Assistent im Gießereibetrieb der Ardelt-Werke zu Eberswalde angestellt. Darauf war ich bis Oktober 1932 am Eisenhüttenmännischen Institut der Technischen Hochschule zu Breslau mit der Anfertigung vorliegender Arbeit beschäftigt.

Seit 1. Mai 1933 bin ich an demselben Institut als Oberassistent angestellt.

Max Michalke
Dipl.-Ing.

Der Einfluß der Schlackenführung auf die Gefügeausbildung von Roh- und Gußeisen.

(Wirkung nichtmetallischer Einschlüsse im Eisen auf den Erstarrungsverlauf und die Ausbildung von Graphit und Grundgefüge. Entfernung der oxydischen Einschlüsse durch geeignete Schlackenführung. Deutung der „Vererbungseigenschaften" einzelner Roheisensorten. Nutzanwendung der gewonnenen Erkenntnisse für den Gießereibetrieb.)

Die Gefügeausbildung und die Eigenschaften eines Gußeisens werden neben den beim Erschmelzen und Vergießen eingehaltenen Bedingungen auch durch bestimmte Eigentümlichkeiten des gattierten Roheisens beeinflußt, die man als ihre „Vererbungseigenschaften" bezeichnet hat. Die chemische Analyse, soweit sie sich nur auf die Bestimmung von Kohlenstoff, Silizium, Mangan, Phosphor, Schwefel erstreckt, sagt über diese Eigenschaften nichts aus. Ebensowenig ließ sich bisher eine eindeutige Abhängigkeit derselben von den einzelnen Betriebsbedingungen des Hochofens nachweisen[1]). Anderseits weiß man, daß während des Schmelzvorganges ständig Wechselwirkungen zwischen dem Bad und der Schlacke bestehen, die für die chemische Zusammensetzung des Roheisens von ausschlaggebender Bedeutung sind. Daher lag die Vermutung nahe, daß auch die durch die chemische Analyse nicht erfaßbaren „Vererbungseigenschaften" verschiedener Roheisensorten zum großen Teil von der Schlackenführung abhängen.

Im Schrifttum der letzten Jahre finden sich eine Reihe von Veröffentlichungen, in denen viele, bisher noch ungeklärte Beobachtungen aus der Metallurgie des Roh- und Gußeisens auf einen Schlackeneinfluß zurückgeführt werden[1]) [2]) [3]) [4]).

Frühere Untersuchungen von Diepschlag[5]) und Treuheit[6]) über diesen Schlackeneinfluß ergaben, daß bei annähernd gleicher Analyse des Eisens und gleichen Schmelz- und Abkühlungsbedingungen eine deutliche Abhängigkeit zwischen der Schlackenzusammensetzung und der Gefügeausbildung des Eisens besteht.

Die vorliegende Arbeit sollte durch Erweiterung der Versuchsgrundlagen einen Beitrag zur Klärung dieser Frage liefern. Dabei war festzustellen, ob sich der bei obigen Arbeiten beobachtete Schlackeneinfluß auch bei größeren Schmelzen und anderen Schmelzbedingungen bemerkbar macht.

Für die Untersuchungen wurden in einem Lichtbogenofen Roheisenschmelzen von 10 kg unter verschiedenen Schlacken, aber sonst möglichst gleichen Schmelzbedingungen ausgeführt. Zur Gattierung wurden ein indisches und drei deutsche Hämatitroheisen, außerdem ein Luxemburger Gießereiroheisen und zur Drückung des Siliziumgehaltes ein weißes Roheisen verwendet. Die Analysen der Roheisensorten sind in Zahlentafel 1 zusammengestellt.

Zahlentafel 1.

Roheisensorten	Zusammensetzung in %				
	C	Si	Mn	P	S
Deutscher Hämatit	3,70	2,93	0,90	0,067	—
Deutscher Hämatit	3,80	3,19	0,71	0,07	—
Deutscher Hämatit	4,16	2,65	0,80	0,07	0,03
Indischer Hämatit	3,75	2,90	0,70	0,07	—
Luxemburger Gießereiroheisen	3,46	2,61	0,38	1,53	—
Weißes Roheisen	3,94	0,49	0,27	0,06	0,08

Bei allen Schmelzen wurde unter Berücksichtigung des verschiedenen Zu- und Abbrandes unter sauren und basischen Schlacken eine möglichst gleiche Endanalyse von ungefähr 2,5% Si, 3,7% C und 0,7% Mn angestrebt. Für die Schlacken wurden Gemische von Kieselsäure, Kalk und Tonerde verwendet.

Die Schmelzen wurden in getrocknete Sandformen zu folgenden Probekörpern vergossen:

1. 3 Biegestäbe 20 mm Dmr., 650 mm lang,
2. 1 Knüppel 60 mm Dmr., 180 mm lang,
3. 1 Probe 28 mm Dmr., 75 mm lang

zur Ermittlung des eutektischen und eutektoiden Haltepunktes. Von einigen Schmelzen wurden außerdem Kokillenproben mit rein weißem und mit meliertem Bruch hergestellt.

Versuchsergebnisse.

Bei Schmelzen unter sauren Schlacken trat im allgemeinen eine starke Anreicherung des Eisenbades an Silizium, unter basischen dagegen ein Siliziumabbrand ein. Unter diesen Schlacken wurde das Eisen auch weitgehend entschwefelt. Der Eisenoxydulgehalt lag bei allen Schlacken zwischen 1 und 2%.

Die Graphitausbildung war bei den meisten Proben feiner als in einem normalen Gußeisen. Trotzdem sind noch starke Unterschiede zwischen den einzelnen Schmelzen hinsichtlich der Größe der Graphitteilchen festzustellen. Die

[1]) Wagner: Gießerei-Zeitung 1930, S. 403.
[2]) Kerpely: Gießerei-Zeitung 1926, S. 446.
[3]) Zerzog: Gießerei-Zeitung 1926, S. 420.
[4]) Bardenheuer und Zeyen: Mitt. d. Kais.-Wilh.-Inst., X, S. 23.
[5]) Diepschlag: Die Gießerei 1929, S. 822.
[6]) Dissertation Treuheit, Techn. Hochschule Breslau, 1931.

verschiedenen Formen der Gefügeausbildung wurden in drei Gruppen zusammengefaßt:

1. Normal ausgebildeter Graphit in perlitischem Grundgefüge (Abb. 1),
2. äußerst feiner Graphit in ferritischem Grundgefüge (Graphiteutektikum, Abb. 2),
3. grober Graphit in einem Grundgefüge von Zerfallsferrit (Abb. 3).

Auf den untersuchten Schliffen wurden die Flächenanteile, die von diesen Gefügearten eingenommen werden, abgeschätzt und anteilmäßig in den Schaubildern dargestellt.

Bei der Abhängigkeit der Gefügeausbildung eines Gußeisens von dem Gehalt an Kohlenstoff und Silizium ließ sich vermuten, daß der beobachtete Einfluß verschiedener Schlacken auf das Gefüge des Eisens nur auf einer Veränderung dieses Gehaltes beruht. Auch von einer verschiedenen Schmelztemperatur bei den einzelnen Versuchen war eine Beeinflussung des Gefüges zu erwarten. Aus Abb. 4 ist aber keinerlei Zusammenhang zwischen der Gefügeausbildung und den obengenannten Größen zu ersehen.

× 50

Abbildung 1. Ungeätzt.

Wenn man die Schlackenpunkte der einzelnen Schmelzen mit ihrem schaubildlich dargestellten Schliffbefund in das Schlackendreieck einträgt, ergeben sich aber folgende ziemlich klare Beziehungen (Abb. 5):

1. Kalk-Tonerde-Schlacken (Feld I) mit niedrigem Gehalt an Kieselsäure ergeben normal ausgebildeten Graphit in perlitischem Grundgefüge (Abb. 4). Bei über 10% SiO_2 in der Schlacke tritt schon in wechselnden Anteilen das Graphiteutektikum auf.
2. Bei Schmelzen unter Kalk-Kieselsäure-Schlacken (Feld II) von höherem Kalkgehalt ist eine besonders starke Neigung zur Ausbildung des Graphiteutektikums festzustellen (Abb. 5). Das gilt auch für phosphorreiche Schmelzen.
3. Bei Kalk-Kieselsäure-Schlacken (Feld III) von höherem Gehalt an Kieselsäure tritt vorzugsweise Zerfallsferrit mit grobem Graphit auf (Abb. 3). Die zu der letzten Gruppe gehörende Probe 33 weist den höchsten Sauerstoffgehalt von 0,0105% auf, während die Proben 5 und 24 mit normal ausgebildetem und feineutektischem Graphit nur 0,0019 und 0,025 % Sauerstoff enthalten.

Eine Abhängigkeit der Gefügeart von der verwendeten Roheisensorte ist nicht zu beobachten. Es gibt also zweifellos Möglichkeiten, die Vererbungseigenschaften des Roheisens auszulöschen. Bei den vorliegenden Versuchen haben die Schmelztemperatur und -zeit sowie die Umsetzungen mit der Schlacke dazu völlig ausgereicht.

Die Ausmauerung des Ofens und die Abkühlungsgeschwindigkeit des Eisens in der Form haben die Gefügeausbildung kaum beeinflußt. 60-mm-Knüppel und 20-mm-Probestäbe weisen auf dem Bruch nur geringe Unterschiede auf.

Die eutektische Temperatur betrug (umgerechnet auf den gleichen Siliziumgehalt)[7]):

1. bei normal ausgebildetem Graphit in perlitischem Grundgefüge ungefähr 1150°,
2. bei feinem Graphit in ferritischem Grundgefüge (Graphiteutektikum) ungefähr 1140°,
3. bei grobem Graphit in Zerfallsferrit ungefähr 1160°.

Bei den Proben mit einem hohen Anteil an Graphiteutektikum setzte die Kristallisation erst bei ungefähr 1130° ein. Eine solche Unterkühlung war bei 1 und 3 nicht zu beobachten. Die eutektoiden Temperaturen zeigen fast dieselbe Abhängigkeit.

× 50

Abbildung 2. Geätzt.

Die Proben mit Graphiteutektikum oder Zerfallsferrit enthalten stets noch Perlit in wechselnden Anteilen. Bei vielen Schmelzen kommen alle drei Gefügearten nebeneinander vor. Dabei umgibt der Perlit mit normal ausgebildetem Graphit in Form eines Maschenwerkes runde Flächen von Graphiteutektikum oder Zerfallsferrit. Dieses Maschenwerk entsteht folgendermaßen:

Aus der Schmelze scheiden sich zuerst Dendriten und dann ein Graphit-Mischkristalleutektikum von äußerster Feinheit aus. Die Restschmelze von der Zusammensetzung des Eutektikums Eisen-Kohlenstoff-Phosphor-Schwefel bleibt infolge ihres niederen Schmelzpunktes bis zu tieferen Temperaturen flüssig. Sie erstarrt in den Zwischenräumen der ersten Abscheidungen zu einem zusammenhängenden Aderwerk, in dem praktisch der gesamte Phosphor und Schwefel enthalten sind. Die bereits vorhandenen Graphitabscheidungen verhindern eine Unterkühlung bei seiner Erstarrung. Daher ist der Graphit in dem Maschenwerk immer etwas gröber ausgebildet. Bei der weiteren Abkühlung verringert sich der Kohlenstoffgehalt der primären und der im Eutektikum vorliegenden Mischkristalle unter Kohlenstoffabscheidung, bis sie die eutektoide Zusammensetzung erreicht haben. Dann zerfallen sie unter der Impfwirkung des fein verteilten Graphits und dem Einfluß des hohen Siliziumgehaltes zu Ferrit und Kohlenstoff. Dieser lagert sich an die vorhandenen Graphitabscheidungen an.

× 50

Abbildung 3. Geätzt.

Auf den ungeätzten Schliffen der Kokillenstäbe sind nichtmetallische Einschlüsse in verschiedener Größe und Menge zu sehen (Abb. 6). Sie sind alle kristallin und bestehen offensichtlich aus Oxyden und Silikaten des Eisens und seiner Begleiter. Diese oxydischen Einschlüsse sind be-

[7]) Norbury: The Iron and Steel Inst., Nr. I, Vol. C XIX, 29.

sonders zahlreich bei der Schmelze zu 1 und 3. Bei den Schmelzen der Gruppe 2, die mit starker Unterkühlung und feinster Graphitausbildung erstarrten, sind sie nur in geringer Anzahl nachzuweisen.

Der bei den Schmelzen beobachtete Einfluß der Schlacke auf die Gefügeausbildung des Eisens läßt sich weder durch

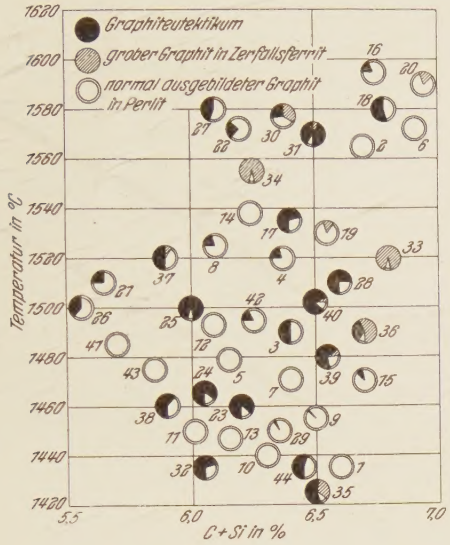

Abbildung 4.

eine Veränderung des Silizium- und Kohlenstoffgehaltes erklären, noch bietet die Aufnahme von metallischem Kalzium oder Aluminium aus der Schlacke eine Erklärungsmöglichkeit.

Diese ergibt sich aber auf Grund folgender Feststellungen: Wie bereits erwähnt, liegt bei gleicher Zusammensetzung des Eisens der eutektische Haltepunkt bei feiner Graphitausbildung ungefähr 20° tiefer als bei den Proben, die groben Graphit aufweisen. Eine solche Unterkühlung (und damit feine Gefügeausbildung) ist nur auf zwei Wegen zu erreichen:

1. durch rasche Abkühlung einer Schmelze (Kokillenguß „Schüzguß"),
2. durch Auflösung der in der Schmelze vorhandenen Kristallisationskeime (Ueberhitzung).

Da die erste Bedingung für die hergestellten Gußstücke nicht zutrifft, kann die nachgewiesene Unterkühlung nur dadurch zustande gekommen sein, daß die Schmelze frei oder mindestens arm an Keimen war.

Bei Schmelzen von ungefähr 1 st Schmelzdauer und über 1400° Schmelztemperatur kommen aber Graphitteilchen als Impfkeime nicht mehr in Betracht. Soweit also hier noch eine Impfung einzelner Schmelzen festzustellen ist, kann diese nur auf nicht graphitische Impfkeime zurückgeführt werden. Als diese nicht graphitischen Keime müssen die auf den Kokillenschliffen nachweisbaren Oxydeinschlüsse angesehen werden (Abb. 6). Auf den meliert erstarrten Schliffen ist auch ein direkter Zusammenhang zwischen diesen Oxyden und den daran gebildeten Graphitnestern zu erkennen.

Daß schlackenähnliche Einschlüsse auf die Kristallisation impfend wirken können, ist in der Metallurgie des Stahles schon lange bekannt[8]). Auch bei Gußeisen ist eine solche Impfwirkung beobachtet worden[4]) [9]) [10]) [11]).

[8]) Matuschka: Arch. Eisenhüttenwes., VI, S. 1.
[9]) Piwowarsky: Hochwertiger Grauguß, S. 122/23.
[10]) Piwowarsky: Die Gießerei 1932, S. 121.
[11]) v. Keil und Legat: Die Gießerei 1933, S. 275.

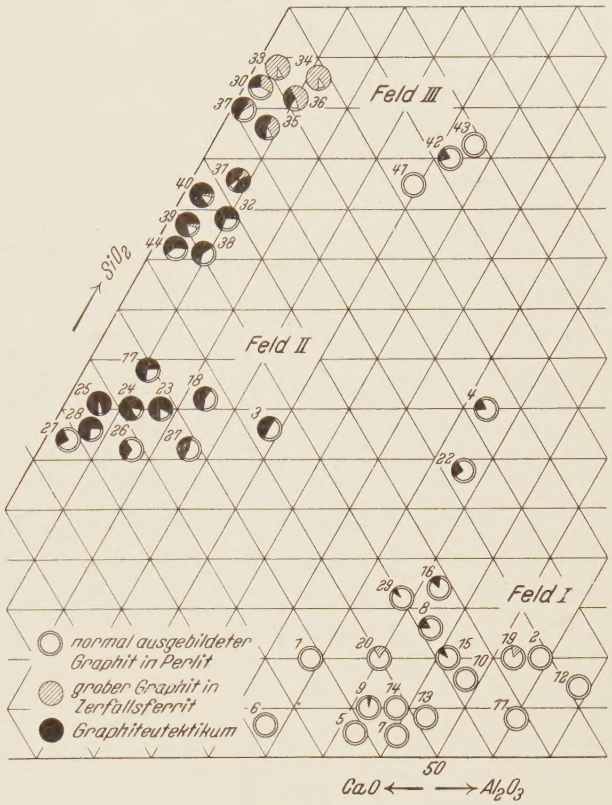

Abbildung 5.

Die feineutektische Graphitausbildung bei Schmelzen der Gruppe 2 kann daher nur auf das Fehlen derartiger Oxydeinschlüsse zurückgeführt werden. Die Ergebnisse der Sauerstoffbestimmungen aus den Proben 5, 24, 31, 33 sowie die metallographische Untersuchung der Kokillenschliffe führen zu demselben Schluß.

× 500

Abbildung 6. Ungeätzt.

Die Oxyde waren infolge des gleichen Roheiseneinsatzes ursprünglich bei allen Schmelzen in gleicher Menge vorhanden. Das Ausbleiben einer Impfwirkung bei Schmelzen unter Schlacken der Gruppe 2 muß daher darauf zurückgeführt werden, daß diese Schlacken die nichtmetallischen Einschlüsse besonders leicht aufzunehmen vermögen. Dabei braucht die Schlacke diese Teilchen zunächst gar nicht zu lösen oder sie chemisch zu binden, sondern kann sie einfach mechanisch umhüllen. Die physikalischen Eigenschaften der Schlacke, die natürlich durch ihre chemische Zusammensetzung bedingt sind, werden in erster Linie für eine schnelle Aufnahme maßgebend sein.

Das Vorhandensein solcher oxydischer Einschlüsse im Roheisen muß auch als Ursache für die verschiedenen „Vererbungseigenschaften" analytisch gleicher Eisensorten angesehen werden. Bei einem oxydarmen Roheisen erfolgt wegen seiner Unterkühlbarkeit die Abscheidung des Garschaumgraphits in feiner Form. Enthält das Eisen aber viele oxydische Einschlüsse, so leiten diese als Impfkeime

eine vorzeitige Abscheidung von groben Graphitlamellen ein und verursachen auch nach mehrmaligem Umschmelzen im Kupolofen immer wieder eine grobe Graphitausbildung. Die Sauerstoffanalyse hat bei den Versuchen zur Klärung dieser Zusammenhänge ebenso versagt, wie bei der Untersuchung oxydischer Einschlüsse im Stahl. Das liegt, abgesehen von anderen Unzulänglichkeiten, daran, daß sie nichts über die Anzahl der Einschlüsse aussagen, auf die es hier ankommt.

Die Einschlüsse bilden sich in dem geschmolzenen Roheisen dadurch, daß Eisenoxyde durch Verbrennung vor den Formen oder durch unreduzierten Möller in das Eisen ge-

Zahlentafel 2. Ergebnisse der mechanischen Prüfung.

Schm. Nr.	Gefüge-Ausbildg.	H_{Br}	σ_B	f	σ_Z	Schm. Nr.	Gefüge-Ausbildg.	H_{Br}	σ_B	f	σ_Z
2	○	173	42,3	9,2	–	18	◔	189	52,6	8,6	30,1
10	○	174	41,8	9,5	29,7	42	◔	192	47,4	8,3	29,8
11	○	177	43,8	7,4	30,2	15	◔	193	49,7	6,7	31,8
12	○	179	42,6	8,5	29,4	3	◔	200	48,5	7,8	29,5
13	○	180	44,0	7,5	30,1	8	◔	200	47,6	7,5	32,8
14	○	183	41,7	9,5	23,2	17	◔	203	54,2	7,0	33,5
9	◔	198	47,3	6,8	33,7	29	◔	209	53,4	5,5	34,5
7	○	200	52,6	8,5	32,0	16	◔	212	49,2	7,3	28,5
1	○	203	49,5	8,4	31,3	4	◔	238	52,7	6,5	33,1
43	○	203	52,3	7,5	32,7	21	◔	240	55,0	7,5	32,6
5	○	229	48,8	6,5	37,5	22	◔	244	55,3	8,2	33,7
41	○	232	57,0	7,0	36,8						
6	○	242	54,8	7,9	34,2	34	◔	111	21,1	8,0	11,2
						33	◔	112	24,0	9,2	11,1
40	●	125	38,8	6,5	24,3	20	◔	156	24,1	7,2	13,7
39	●	126	40,7	6,7	25,1	19	◔	182	36,2	10,0	21,1
44	●	140	47,1	6,7	24,3						
38	●	140	41,6	7,0	23,6	35	◔	114	30,3	6,0	12,6
32	●	150	38,1	5,5	21,9	36	◔	121	32,5	7,0	14,4
25	●	158	45,2	8,2	27,1	37	◔	123	41,8	7,0	24,0
31	●	170	46,5	7,5	28,5	30	◔	156	28,5	9,3	15,4
23	●	163	44,4	7,5	26,9						
24	●	162	45,3	7,8	30,1	28	◔	196	24,8	4,0	14,3
						27	◔	257	37,2	3,6	30,0
						26	◔	263	42,2	4,7	28,4

langen und sich mit Silizium und Mangan zu deren Oxyde umsetzen. Bei großen, scharf betriebenen Oefen, können auf diese Weise unberuhigte, stark schäumende Schlacken in das Gestell gelangen und mehr Oxyde in dem Eisen entstehen, als die Schlacke in der gleichen Zeit daraus aufnehmen kann. Wenn dagegen durch günstige Betriebsbedingungen eine Oxydanreicherung des Eisens vermieden wird, läßt sich bei geeigneter Schlackenführung ein keimfreies, fein graphitisches Eisen erhalten. Diese Verhältnisse liegen beispielsweise bei kleinen Siegerländer Hochöfen vor, die aus leicht reduzierbarem Möller bei niederer Gestelltemperatur, langsamem Durchsatz und großer Schlackenmenge ein solches Feinkorneisen erblasen.

Für die Gießerei ergibt sich auf Grund der vorliegenden Ergebnisse die Möglichkeit, in einem Herdofen durch Aenderung der Schlackenführung ganz verschiedene Gefügeausbildungen zu erhalten. Da es für die Graugußherstellung wichtig ist, welche mechanischen Eigenschaften die erhaltenen Gefügearten besitzen, wurden an den Proben folgende Festigkeitswerte untersucht:

1. Biegefestigkeit (σ_B) mit Durchbiegung beim Bruch f,
2. Zugfestigkeit (σ_Z),
3. Brinellhärte (H_{Br}),
4. Kerbzähigkeit,
5. Dauerschlagzahl.

Eine Zusammenstellung der Werte enthält Zahlentafel 2. Alle Proben wurden nach ihrer Gefügeausbildung in fünf Gruppen eingeteilt und in diesen nach steigender Brinellhärte geordnet.

Gruppe I: Normal ausgebildeter Graphit mit Perlit,
Gruppe II: I + Graphiteutektikum,
Gruppe III: I + Zerfallsferrit mit grobem Graphit,
Gruppe IV: I + Graphiteutektikum + Zerfallsferrit,
Gruppe V: obige Gefügearten mit größeren Mengen Steadit (1,5% Phosphor).

Die Härteschwankungen bei den Proben mit rein perlitischer Grundmasse sind in erster Linie auf den verschiedenen Gehalt des Silicoperlits an gebundenem Kohlenstoff und seine verschieden feine Ausbildung zurückzuführen. Ebenso bewirkt auch beim Graphiteutektikum eine verschieden feine Gefügeausbildung recht große Härteunterschiede.

Die Biege- und Zugfestigkeit zeigen bei allen Gruppen nur annähernd dieselbe Abhängigkeit von der Gefügeausbildung wie die Brinellhärte.

Die Werte für die Kerbzähigkeit und Dauerschlagzahl schwanken bei den Probestäben der einzelnen Schmelzen teilweise um über 50%. Das ist darauf zurückzuführen, daß bei diesen Proben kleine Fehlstellen auf dem Bruch die Ergebnisse stärker beeinflussen als die eigentlichen Stoffeigenschaften. Eine Abhängigkeit von der Gefügeausbildung oder den anderen Festigkeitswerten ist daher kaum zu erkennen. Die Werte sind in die Zahlentafel nicht eingetragen.

Im allgemeinen weisen alle Proben schlechte mechanische Eigenschaften auf, die Zerfallsferrit enthalten. Die besten Festigkeitswerte zeigen die Stäbe der Gruppe I mit normal ausgebildetem Graphit und Perlit. Ein solches Eisen kann man allerdings einfacher im Kupolofen durch härtere Gattierung erhalten.

Bemerkenswert sind aber die Schmelzen, bei denen durch Schlackenbehandlung das Graphiteutektikum in fast vollständiger Reinheit erhalten wurde. Die Proben dieses Eisens zeigen bei guten Festigkeitswerten von σ_Z etwa 28 kg/mm² und σ_B etwa 46 kg/mm² eine Härte von nur 160 BE. Die Stäbe sind wie Gußstücke aus Holzkohleneisen äußerst leicht und sauber bearbeitbar und besitzen eine ganz glatte Oberfläche. Da das Eisen fast nur aus Ferrit und feinstem graupelförmigen Graphit besteht, neigt es auch nicht zum Wachsen bei höheren Temperaturen. Bisher konnte ein solches Eisen nur nach dem „Schüz-Verfahren" als Kokillenguß erhalten werden. Die Erzielung so vorzüglicher Gebrauchseigenschaften in jedem Sandguß durch eine einfache Schlackenbehandlung der Schmelze stellt eine aussichtsreiche Möglichkeit zur Herstellung von Qualitätsguß dar.

Zusammenfassung.

Im Lichtbogenofen wurde Roheisen unter verschiedenen Schlacken umgeschmolzen. Die erhaltenen Gußstücke zeigen trotz gleicher Analyse je nach der Schlackenführung ganz verschiedene Gefügeausbildungen. Dieser Einfluß der Schlacken ist offensichtlich auf ihre verschiedene Fähigkeit zurückzuführen, oxydische Bestandteile, die als Keime für die Graphitkristallisation wirken, aus der Schmelze aufzunehmen.

Mit dem Gehalt an diesen oxydischen Einschlüssen stehen auch die „Vererbungseigenschaften" gleicher Roheisensorten in Zusammenhang.